

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-140598
 (43)Date of publication of application : 25.05.1999

(51)Int.CI. C22C 38/00
 C21D 6/00
 C22C 38/58

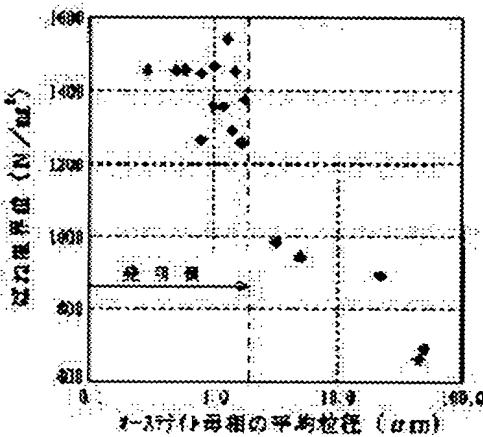
(21)Application number : 09-319152 (71)Applicant : NISSHIN STEEL CO LTD
 (22)Date of filing : 06.11.1997 (72)Inventor : MIYAKUSU KATSUHISA
 TOMIMURA HIROKI

(54) HIGH STRENGTH STAINLESS STEEL STRIP WITH HIGH SPRING LIMIT VALUE, AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength stainless steel strip having a high spring limit value suitably used for a high efficiency spring material for a metallic gasket, etc.

SOLUTION: The steel strip has a composition which contains, by mass, $\leq 0.15\%$ C, $\leq 3.0\%$ Si, $\leq 4.0\%$ Mn, 4.0–7.0% Ni, 12.0–20.0% Cr, $\leq 0.15\%$ N, 0–5.0% Mo, and 0–5.0% Cu and satisfies $C+N \geq 0.10$ and in which the value of X in equation $X=1305-41.7(Cr+Mo+Cu)-61.1Ni-33.3Mn-27.8Si-1667(C+N)$ is regulated to –100 to 200. Further, the steel strip has fine martensite, transformed from austenitic base phase of $\leq 2 \mu m$ average grain size, and age precipitates and also has $\geq 1200 \text{ N/mm}^2$ spring limit value. This steel strip can be obtained by subjecting a steel strip containing $\geq 80 \text{ vol.\%}$ martensite to inverse transformation treatment at 600 to 850° C for 0.1 to 60 min and then to aging treatment at 400 to 550° C for 0.1 to 120 min.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-140598

(43)公開日 平成11年(1999)5月25日

(51)Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
C 21 D 6/00
C 22 C 38/58

識別記号
3 0 2
1 0 2
C 22 C 38/58

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 6/00
C 22 C 38/58

3 0 2 Z
1 0 2 T

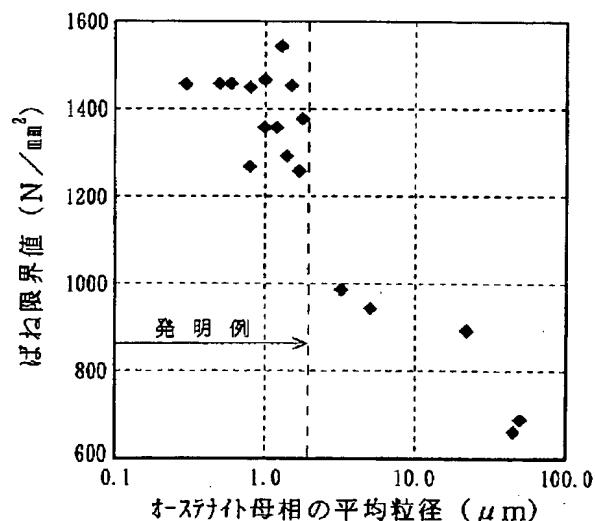
審査請求 未請求 請求項の数7 FD (全8頁)

| | | | |
|----------|-----------------|---------|---|
| (21)出願番号 | 特願平9-319152 | (71)出願人 | 000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号 |
| (22)出願日 | 平成9年(1997)11月6日 | (72)発明者 | 宮柄 克久 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社技術研究所内 |
| | | (72)発明者 | 富村 宏紀 山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製 鋼株式会社技術研究所内 |
| | | (74)代理人 | 弁理士 和田 慶治 (外1名) |
| | | | |

(54)【発明の名称】 ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 メタルガスケット等の高性能ばね材に適したばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯を提供する。
【解決手段】 質量%で、C:0.15%以下、Si:3.0%以下、Mn:4.0%以下、Ni:4.0~7.0%、Cr:12.0~20.0%、N:0.15%以下、Mo:0~5.0%、Cu:0~5.0%、C+N≥0.10、かつ、次式、 $X = 1305 - 41.7(C + Mo + Cu) - 61.1Ni - 33.3Mn - 27.8Si - 1667(C + N)$ におけるX値が-100~200であり、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細なマルテンサイトと時効析出物を有し、ばね限界値が1200N/mm²以上であるステンレス鋼帯。この鋼帯は、80体積%以上のマルテンサイトを含む鋼帯を600~850°Cで0.1~60分間逆変態処理した後、400~550°Cで0.1~120分間時効処理して得られる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%において、C:0.15%以下、Si:3.0%以下、Mn:4.0%以下、Ni:4.0~7.0%，Cr:12.0~20.0%，N:0.15%以下、Mo:0~5.0%（無添加を含む）、Cu:0~5.0%（無添加を含む）を含有し、C+N≥0.10、かつ、次式、
 $X = 1305 - 41.7(Cr + Mo + Cu) - 61.1Ni - 33.3Mn - 27.8Si - 1667(C + N)$

におけるXの値が-100~200となるようにこれらの元素を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる化学組成の鋼帯であって、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトと時効析出物から実質的になる金属組織を有し、1200N/mm²以上の高いばね限界値を呈する、高強度ステンレス鋼帯。

【請求項2】 金属組織が、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトを80体積%以上含み残部はオーステナイトと時効析出物から実質的になる、請求項1に記載の高強度ステンレス鋼帯。

【請求項3】 質量%において、C:0.15%以下、Si:3.0%以下、Mn:4.0%以下、Ni:4.0~7.0%，Cr:12.0~20.0%，N:0.15%以下、Mo:0~5.0%（無添加を含む）、Cu:0~5.0%（無添加を含む）を含有し、C+N≥0.10、かつ、次式、
 $X = 1305 - 41.7(Cr + Mo + Cu) - 61.1Ni - 33.3Mn - 27.8Si - 1667(C + N)$

におけるXの値が-100~200となるようにこれらの元素を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる化学組成で、かつ、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトから実質的になる金属組織の鋼帯に対して、400~550°Cで0.1~120分間の時効処理を施す、ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯の製造方法。

【請求項4】 時効処理を施す鋼帯の金属組織が、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトを80体積%以上含み残部はオーステナイトから実質的になるものである、請求項3に記載の高強度ステンレス鋼帯の製造方法。

【請求項5】 質量%において、C:0.15%以下、Si:3.0%以下、Mn:4.0%以下、Ni:4.0~7.0%，Cr:12.0~20.0%，N:0.15%以下、Mo:0~5.0%（無添加を含む）、Cu:0~5.0%（無添加を含む）を含有し、C+N≥0.10、かつ、次式、
 $X = 1305 - 41.7(Cr + Mo + Cu) - 61.1Ni - 33.3Mn - 27.8Si - 1667(C + N)$

におけるXの値が-100~200となるようにこれらの元素を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる化学組成を有し、かつ、80体積%以上のマルテンサイトを含む金属組織を有する、溶体化処理鋼帯または溶体化処理後に冷間圧延された鋼帯に対して、600~850°Cで0.1~60分間の加熱を施してそのマルテンサイトの全量を平均

粒径2μm以下の微細なオーステナイトに逆変態させ、次いで室温までの冷却過程でその微細なオーステナイトからマルテンサイトを生成させた後、さらに、400~550°Cで0.1~120分間の時効処理を施す、ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯の製造方法。

【請求項6】 用途がメタルガスケット用である請求項1または2に記載の高強度ステンレス鋼帯。

【請求項7】 用途がメタルガスケット用である請求項3、4または5に記載の高強度ステンレス鋼帯の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、優れたばね特性が要求されるメタルガスケットや各種ばね材に適した、ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯、およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、ステンレス鋼をメタルガスケット等のばね材に適用する場合、①SUS301に代表される加工硬化型オーステナイト系ステンレス鋼や、②SUS630、SUS631等の析出硬化型ステンレス鋼が使用されてきた。

【0003】加工硬化型オーステナイト系ステンレス鋼は、溶体化処理された状態でオーステナイト相を呈し、その後の冷間圧延で加工誘起マルテンサイトを生成させて高強度を得ようとするものである。その強度は冷間加工量やマルテンサイト量に依存するが、冷間加工のみで所望の強度に精度良く調整するのは難しく、また冷間加工率を大きくするほど材料の異方性が増すとともに韌性も低下する。

【0004】析出硬化型ステンレス鋼は、析出硬化に寄与する元素を添加し、時効処理により硬化させるものであり、Cuを添加したSUS630、Alを添加したSUS631が代表的である。前者は溶体化処理後の時効処理により硬化を図るものである。後者は溶体化処理後に準安定オーステナイト相を冷間圧延などの前処理でマルテンサイト相に変化させ、その後に時効処理することにより金属間化合物Ni₃Alを析出させて硬化を図るものであり、かなりの高強度が得られる。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】メタルガスケット等の用途に用いるばね材は、高強度・高韌性の他、高いばね限界値を呈することが部品の性能を向上させるうえで重要なとなる。前述した従来の高強度ステンレス鋼のうち、析出硬化型ステンレス鋼では、加工硬化型ステンレス鋼の欠点である強度調整の困難性、特性の異方性、韌性低下といった問題点が回避され、特にSUS631のように金属間化合物析出による強化機構を取り入れた合金系ではかなりの高強度が得られている。しかし、このような合金系のものであっても、ばね限界値がメタルガスケット等のばね材として十分満足できるレベルには達していない

い。

【0006】本発明は、メタルガスケット等のばね用途に適した、ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記目的は、質量%において、C:0.15%以下、Si:3.0%以下、Mn:4.0%以下、Ni:4.0~7.0%，Cr:12.0~20.0%，N:0.15%以下、Mo:0~5.0%（無添加を含む）、Cu:0~5.0%（無添加を含む）を含有し、C+N≥0.10、かつ、次式、 $X=1305-41.7(Cr+Mo+Cu)-61.1Ni-33.3Mn-27.8Si-1667(C+N)$

におけるXの値が-100~200となるようにこれらの元素を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる化学組成の鋼帯であって、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトと時効析出物から実質的になる金属組織（請求項1）、または平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトを80体積%以上含み残部はオーステナイトと時効析出物から実質的になる金属組織（請求項2）を有し、1200N/mm²以上の高いばね限界値を呈する、高強度ステンレス鋼帯によって達成される。

【0008】ここで、Mo、Cu含有量の下限の0%は、その元素が無添加の場合を意味する。したがって、例えばMoとCuはいずれも含有しない鋼や、MoまたはCuのうちいずれか一方のみ0.5%以下の範囲で含有する鋼も含まれる。式、 $X=1305-41.7(Cr+Mo+Cu)-61.1Ni-33.3Mn-27.8Si-1667(C+N)$ 、におけるCr、Mo、Cu、Ni、Mn、Si、CおよびNは、それぞれの元素の含有量を質量%で表した値を意味する。「・から実質的になる金属組織」における「実質的に」とは、製造上不可避的に含有される介在物や、少量（大略5容量%以下）のδフェライトが存在していてもよいことを意味する。ばね限界値は、JIS G 4313に示されているように「繰返したわみ式試験」によって求められる値であり、その試験方法はJIS H 3130による。

【0009】また、本発明では、上記の化学組成を有し、かつ金属組織が、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトから実質的になる金属組織（請求項3）、または平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトを80体積%以上含み残部はオーステナイトから実質的になる金属組織（請求項4）である鋼帯に対して、400~550°Cで0.1~120分間の時効処理を施す、ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯の製造方法を提供する。

【0010】また、その製造方法の代表的な態様として、上記の化学組成を有し、かつ80体積%以上のマルテンサイトを含む金属組織を有する、溶体化処理鋼帯または溶体化処理後に冷間圧延された鋼帯に対して、600~8

50°Cで0.1~60分間の加熱を施してそのマルテンサイトの全量を平均粒径2μm以下の微細なオーステナイトに逆変態させ、次いで室温までの冷却過程でその微細なオーステナイトからマルテンサイトを生成させた後、さらに、400~550°Cで0.1~120分間の時効処理を施す、ばね限界値の高い高強度ステンレス鋼帯の製造方法（請求項5）を提供する。

【0011】さらに本発明では、用途がメタルガスケット用である請求項1または2に記載の高強度ステンレス鋼帯を提供し（請求項6）、同様に、用途がメタルガスケット用である請求項3、4または5に記載の高強度ステンレス鋼帯の製造方法を提供する（請求項7）。

【0012】

【発明の実施の形態】本発明では、特定形態の微細マルテンサイトを生成させ、かつ、時効処理で析出物を生成させることによって高強度ステンレス鋼帯のばね限界値を高めた。以下、本発明の鋼帯を特定するための事項について説明する。

【0013】Cは、マルテンサイトの強化に極めて有効であり、析出物を生成してばね限界値を上昇させる役割を果たす。また、オーステナイト形成元素として高温でのδフェライト生成を抑制する。このような作用を十分発揮させるためにはC含有量は0.05質量%以上することが望ましい。一方、過剰なCの含有は粗大なCr炭化物の生成を促して粒界腐食や疲労特性劣化の原因となるので、C含有量の上限は0.15質量%以下とする必要があるが、0.12質量%以下とすることがより好ましい。

【0014】Siは、通常脱酸の目的で使用されるが、マルテンサイトの固溶強化にも有効に作用するので、本発明では積極的に添加することが望ましく、特に0.50質量%以上のSiを含有させることが望ましい。ただし、Si含有量が3.0質量%を超えると高温割れを誘発し易くなり、また製造上種々の問題も生じる。

【0015】Mnは、主としてオーステナイト相の安定度をコントロールする目的で、他の元素とのバランスによって決定される適正量を含有させる。本発明の成分系では0.50質量%以上のMnを含有させてオーステナイト安定度を確保することが望ましい。ただし、Mn含有量が多くなるとマルテンサイトが生成しにくくなり、4.0質量%を超えると冷間圧延によっても十分な量のマルテンサイトを誘起させるのが難しくなる。

【0016】Niは、高温でオーステナイト相を得るために必要な元素である。本発明ではオーステナイトの母相を微細化することによって、そのオーステナイトから生じるマルテンサイトを微細化させる。そのためには、比較的低温でマルテンサイトの全量がオーステナイトへ逆変態すること、すなわち逆変態温度を低下させることができが極めて有利となる。Niはオーステナイト形成元素であり、その含有により逆変態温度を低下させることができる。本発明でその効果を十分得るために4.0質

量%以上のNi含有量を確保する必要がある。ただし、Ni含有量が7.0質量%を超えると、逆変態後の冷却過程で十分な量のマルテンサイトが生成しにくくなる。したがって、Ni含有量は4.0~7.0質量%の範囲とした。

【0017】Crは、耐食性を付与するために必須の元素である。ステンレス鋼としての耐食性を確保するためには12.0質量%以上のCr含有量が必要である。しかしCrはフェライト形成元素でもあるので、多く添加しすぎると高温でのフェライトが多量に生成してしまう。このフェライトの生成を抑制するためにはオーステナイト形成元素(C, N, Ni, Mn, Cuなど)を添加しなければならないが、これらの元素の多量添加は室温でのオーステナイトの安定化をもたらし、冷間加工の助けを借りても逆変態処理前に必要なマルテンサイト量(後述)を確保することが難しくなり、ひいては高いばね限界値が得られなくなる。このため、本発明ではCr含有量の上限を20.0質量%に規定した。

【0018】Nは、Cと同様にオーステナイト形成元素であるとともに、マルテンサイトを硬化させて鋼帯の高強度化を図るうえで極めて有用な元素である。また析出物の形成にも寄与する。しかし、多量の添加は鋳造時にプローホールの原因となるのでN含有量は0.15質量%以下とした。

【0019】Moは、逆変態オーステナイトの粒成長抑制、および析出物の微細分散に有効な元素である。したがって、本発明の効果を最大限に引き出すためにはMoを積極的に添加することが好ましく、その含有量は0.5質量%以上とすることが望ましい。ただし、Moを多量に添加すると高温でのフェライトが生成してしまう。また、熱間変形抵抗が高まり熱間加工性を阻害することになる。このためMo含有量の上限は5.0質量%以下に抑える必要がある。

【0020】Cuは、Niと同様にマルテンサイトからオーステナイトへの逆変態温度を低下させる元素である。したがって、本発明ではCuを積極的に添加することが有効であり、その含有量は0.5質量%以上とすることが望ましい。ただし、多量のCu添加は熱間加工性の劣化を招き、鋼帯に割れを発生させる原因となる。このためCu含有量の上限は5.0質量%以下に抑える必要がある。

【0021】なお、本発明の目的を阻害しない範囲であれば、その他の元素として、例えば熱間加工性向上の目的で0.01質量%以下のBや100ppm以下のCaを、また時効硬化性向上の目的で1.0質量%以下のNb, 1.0質量%以下のV, 1.0質量%以下のZrを添加してもよい。ただし、本発明ではTiは添加しない。Tiの添加は溶解時に粗大なTi系の介在物を生成させ、疲労特性を著しく低減させる原因になることに加え、本発明で規定する構成によればTiに頼らずとも十分な時効硬化性を得ることができるものである。

【0022】CとNは前記のように、時効析出物を形成してばね限界値の上昇に寄与する。本発明ではその効果を十分に発揮させるために、C+Nの合計量を0.10質量%以上とする必要がある。

【0023】次式、 $X = 1305 - 41.7(Cr + Mo + Cu) - 61.1Ni - 33.3Mn - 27.8Si - 1667(C + N)$ 、はマルテンサイトの生成のし易さを表す指標であり、本発明で規定する成分系の合金に適用できるものである。本発明で目的とするばね限界値の高い高強度鋼帯を得るためにX値が-100~200の範囲にある化学組成とすることが極めて重要である。X値が-100より低い鋼では逆変態処理前にたえ冷間圧延を施したとしても十分な量のマルテンサイトを生成せざることが困難であるため、逆変態処理での微細なオーステナイト母相の生成は不十分となる。加えて、逆変態処理後の冷却過程においてもマルテンサイトの生成量が不十分となる。したがってそのような鋼ではばね限界値の顕著な向上は望めない。一方、X値が200を超えて高くなるとマルテンサイトは十分に生成するが、逆変態処理の冷却過程においてかなり高温でマルテンサイトが生成するので、冷却中に焼戻しの現象が起きてばね限界値は著しく低下してしまう。

【0024】本発明の高強度ステンレス鋼帯は、その金属組織に大きな特徴がある。すなわち、①平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から生成した微細なマルテンサイトが大部分を占め、かつ、②時効析出物が存在する金属組織を有していることが特徴である。これによって高いばね限界値が得られるのである。

【0025】その微細マルテンサイトは、時効析出物を除くほぼ100体積%を占めていてもよいし、また80体積%以上の微細マルテンサイトを含み残部がオーステナイトと時効析出物から実質的になる複相組織であってもよい。マルテンサイトが平均粒径2μm以下のオーステナイト母相に由来するものであるか否かは、金属組織の電子顕微鏡観察あるいは光学顕微鏡観察によって判定することができる。母相のオーステナイト粒界はマルテンサイト変態後も金属組織中に形跡を残しているからである。

【0026】時効析出物は、例えばCr₂₃C₆, FeMo等が挙げられる。これらの析出物は微細マルテンサイトを生成させるための逆変態処理過程でも、ある程度は生じる。だが、それだけではばね限界値を十分に高めることができない。つまり本発明では、逆変態処理とは別に、比較的低温での時効処理を行うことが重要であり、それによって生成させた多量の析出物(時効析出物)を必要とするのである。具体的には、マルテンサイト中に析出間隔0.3μm以下の密度で析出物が存在していることが望ましい。ここで、析出間隔は、走査距離Lに対し析出物がN個存在した場合に、L/(N-1)で表される(切片法)。

【0027】本発明鋼帯は、「平均粒径2μm以下のオ

ーステナイト母相から変態した微細マルテンサイト」と「時効析出物」の相乗作用によって、ばね限界値：1200 N/mm²以上という優れたばね特性を有している。このような高いばね限界値を呈する高強度鋼帶は、メタルガスケット等、高性能が要求されるばね材に適している。

【0028】「平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイト」を主体とする金属組織は次のような逆変態処理によって得ることができる。まず、逆変態処理に供する鋼帶中には80体積%以上のマルテンサイトが存在していることを要する。マルテンサイト量がこれより少ないと最終的に目的とする微細なマルテンサイトの生成量が不足してばね限界値を十分に高めることができない。この逆変態処理前のマルテンサイトは冷却マルテンサイトであるか加工誘起マルテンサイトであるかを問わない。つまり、溶体化処理の冷却過程で生じたマルテンサイトが80体積%以上存在している場合はそのまま逆変態処理に供することができるし、それが80体積%に満たない場合はさらに冷間圧延を施して加工誘起マルテンサイトを生成させ、全マルテンサイト量を80体積%以上にすればよい。

【0029】そして、逆変態処理は比較的低温で行い、鋼帶中のマルテンサイト全部をオーステナイトに逆変態させる。このようにして生成させた逆変態オーステナイトは微細な結晶粒となる。本発明者らの研究によれば、600～850°C、0.1～60分間の加熱により、平均粒径が2μm以下の微細な逆変態オーステナイトを生成させることが可能である。比較的低温で完全に逆変態を起こすためには、前述の化学組成に調整して逆変態温度を低下させた鋼を使用する必要がある。

【0030】このようにして生じた逆変態オーステナイトは安定化したものではないため、逆変態処理の冷却過程では十分にマルテンサイト変態を起こすことができる。その結果、平均粒径2μm以下のオーステナイト母相から変態した微細マルテンサイトを主体とする金属組織が得られるのである。

【0031】本発明では、さらに時効処理を行うことによって、ばね限界値を高めるのに十分な量の「時効析出物」を生成させる。時効処理は400～550°Cで0.1～120分間の条件で行えばよい。実操業での安定性およびコストを考慮すれば、420～520°Cで1～60分間の条件が好ましく、450～500°Cで5～30分間の条件がさらに好ましい。

【0032】

【実施例】表1に、供試材の化学組成、および次式、X = 1305 - 41.7(Cr+Mo+Cu) - 61.1Ni - 33.3Mn - 27.8Si - 1667(C+N)、によって定まるX値を示す。表1中、A～Iは化学組成が本発明で規定する範囲にある発明鋼、①～⑥はそれ以外の比較鋼である。いずれの鋼も溶製後、熱間圧延→焼鈍→冷間圧延を経て2.0～2.5mm厚の冷延鋼帶とされ、次いで1050°C×1分間保持の溶体化処理を受けて水冷された。その後さらに冷間圧延されて80容量%以上のマルテンサイト（冷却マルテンサイトもしくは加工誘起マルテンサイトまたはそれら両方）を含む板厚1mmの鋼帶とされた。これらの鋼帶は500～1050°Cの範囲の温度で逆変態処理を受けたのち室温まで空冷され、その後さらに400～550°Cの範囲の温度で時効処理された。

【0033】

【表1】

| (質量%) | | | | | | | | | | | |
|-------|---|-------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|--|
| 区分 | 鋼 | C | Si | Mn | Ni | Cr | N | Cu | Mo | X値 | |
| 発明対象鋼 | A | 0.080 | 0.67 | 0.29 | 4.14 | 13.70 | 0.096 | 0.05 | 0.02 | 156 | |
| | B | 0.013 | 1.45 | 1.45 | 4.66 | 12.77 | 0.106 | 0.03 | 0.04 | 198 | |
| | C | 0.040 | 0.70 | 0.80 | 4.30 | 14.00 | 0.125 | 0.05 | 0.04 | 134 | |
| | D | 0.053 | 0.27 | 0.85 | 4.68 | 15.36 | 0.026 | 2.45 | 0.03 | 108 | |
| | E | 0.084 | 0.64 | 0.78 | 4.85 | 14.02 | 0.098 | 0.05 | 0.01 | 74 | |
| | F | 0.012 | 0.67 | 1.43 | 5.25 | 16.83 | 0.107 | 0.05 | 0.05 | 14 | |
| | G | 0.067 | 0.59 | 0.24 | 6.50 | 13.69 | 0.065 | 0.06 | 2.56 | -17 | |
| | H | 0.138 | 0.71 | 2.25 | 4.32 | 13.50 | 0.056 | 1.65 | 1.20 | -59 | |
| | I | 0.110 | 0.77 | 0.84 | 5.79 | 14.07 | 0.122 | 0.05 | 0.03 | -75 | |
| 比較鋼 | ① | 0.076 | 1.23 | 0.23 | 4.34 | 12.65 | 0.054 | 0.05 | 0.02 | 251 | |
| | ② | 0.093 | 1.03 | 0.65 | 3.23 | 13.79 | 0.102 | 0.05 | 0.05 | 153 | |
| | ③ | 0.021 | 0.68 | 0.52 | 6.76 | 15.50 | 0.023 | 0.05 | 0.03 | 133 | |
| | ④ | 0.053 | 0.27 | 0.85 | 4.68 | 15.36 | 0.026 | 2.25 | 0.07 | 114 | |
| | ⑤ | 0.098 | 0.84 | 0.94 | 5.90 | 14.22 | 0.147 | 0.05 | 0.03 | -115 | |
| | ⑥ | 0.110 | 0.77 | 2.43 | 5.79 | 14.07 | 0.122 | 0.05 | 1.25 | -179 | |

【0034】時効処理後の各鋼帶からサンプルを切り出し、断面の金属組織観察、室温における引張試験、およびばね限界値の測定を行った。金属組織観察は走査型電子顕微鏡または光学顕微鏡を用いて行った。そして、マ

ルテンサイトについてその由来するオーステナイト母相の平均粒径を切片法により測定した40～50の粒径を平均することによって求めた。マルテンサイトの体積%も求めた。また、ばね限界値はJIS H 3130に規定されている

「繰返したわみ式試験」によって求めた。その際、試験片毎にたわみ係数（ヤング率）を測定した。これらの結果をX値、逆変態処理条件、時効処理条件と併せて表2

に示す。

【0035】

【表2】

| 区分 | No. | 鋼 | X値 | 逆変態処理 | | 時効処理 | | 粒径 *1 (μm) | マルテンサイト 量 *2 (体積%) | 特性(N/mm ²) | |
|-----|-----|---|------|------------|-----------|------------|-----------|------------------|--------------------------|------------------------|-----------|
| | | | | 温度 (°C) | 時間 (分) | 温度 (°C) | 時間 (分) | | | 引張 強さ | ばね 限界値 |
| 発明例 | 1 | A | 156 | 775 | 3 | 475 | 10 | 1.5 | 100 | 1589 | 1452 |
| | 2 | B | 198 | 740 | 10 | 500 | 15 | 1.3 | 100 | 1664 | 1542 |
| | 3 | C | 134 | 800 | 1 | 540 | 2 | 0.6 | 100 | 1547 | 1456 |
| | 4 | C | 134 | 620 | 10 | 450 | 75 | 0.8 | 100 | 1548 | 1448 |
| | 5 | D | 108 | 840 | 0.5 | 450 | 30 | 1.0 | 100 | 1554 | 1465 |
| | 6 | D | 108 | 775 | 3 | 475 | 10 | 0.3 | 100 | 1578 | 1456 |
| | 7 | E | 74 | 775 | 3 | 475 | 10 | 1.4 | 95 | 1368 | 1289 |
| | 8 | E | 74 | 800 | 3 | 425 | 80 | 1.7 | 94 | 1344 | 1258 |
| | 9 | F | 14 | 775 | 3 | 475 | 10 | 1.0 | 92 | 1398 | 1356 |
| | 10 | G | -17 | 600 | 10 | 475 | 10 | 0.5 | 88 | 1542 | 1457 |
| | 11 | H | -59 | 750 | 5 | 520 | 30 | 1.2 | 85 | 1474 | 1356 |
| | 12 | H | -59 | 600 | 40 | 400 | 60 | 1.8 | 85 | 1375 | 1375 |
| | 13 | I | -75 | 620 | 10 | 425 | 30 | 0.8 | 80 | 1389 | 1265 |
| 比較例 | 14 | ① | 251 | 775 | 3 | 475 | 30 | 1.0 | 100 | 1684 | 850 |
| | 15 | ② | 153 | 775 | 3 | 475 | 30 | 0.9 | 100 | 1657 | 749 |
| | 16 | ② | 153 | 775 | 30 | 525 | 10 | 1.5 | 100 | 1587 | 778 |
| | 17 | ③ | 133 | 775 | 10 | 475 | 30 | 1.2 | 100 | 1547 | 865 |
| | 18 | ④ | 114 | 775 | 3 | 425 | 80 | 1.3 | 100 | 1521 | 897 |
| | 19 | ⑤ | -115 | 775 | 3 | 475 | 30 | 0.9 | 62 | 1356 | 694 |
| | 20 | ⑥ | -179 | 775 | 3 | 450 | 50 | 0.6 | 50 | 1245 | 643 |
| | 21 | A | 156 | 900 | 1 | 400 | 60 | 22 | 100 | 1642 | 897 |
| | 22 | A | 156 | 860 | 3 | 525 | 40 | 3.2 | 100 | 1598 | 987 |
| | 23 | A | 156 | 875 | 3 | 550 | 30 | 5.1 | 100 | 1587 | 945 |
| | 24 | D | 108 | 1050 | 1 | 420 | 40 | 50 | 100 | 1512 | 687 |
| | 25 | G | -17 | 1050 | 1 | 475 | 10 | 45 | 85 | 1412 | 658 |

*1) 逆変態処理時に生成した逆変態オーステナイトの平均粒径

*2) 逆変態処理後、室温まで冷却した後に存在する全マルテンサイト量

【0036】表2の結果に見られるように、本発明に係るNo.1～15の鋼帶は、ばね限界値が1200N/mm²以上と非常に高く、メタルガスケット等のばね材に特に適したものである。これに対し比較例の鋼帶は、引張強さに関しては高い値も得られているが、ばね限界値が低い。このように本発明鋼帶は、引張強さのレベルは比較鋼帶と同等であっても、ばね限界値のレベルが顕著に高くなっている点に特徴を有する。これら本発明鋼帶に存在するマルテンサイトは全て逆変態処理後に生成したものであった。

【0037】比較例No.14～25の鋼帶は、いずれも時効処理に関しては本発明で規定する適正条件でなされている。しかし、No.14はX値が250と高すぎたため逆変態処理の冷却中にかなり高温からマルテンサイトが生成し、冷却過程で焼戻しの現象が起きてばね限界値が低下したものである。No.15,16はNi含有量が低かったため十分にオーステナイトに逆変態しきれず、微細マルテンサイトが生成するために必要な微細な逆変態オーステナイトの生成量が少なかったものである。最終的にはほぼ100

%マルテンサイト組織となったにもかかわらず逆変態オーステナイトから生じた微細なマルテンサイト量はNo.15で40%，No.16で70%と少なく、その結果ばね限界値が向上しなかった。なお、逆変態処理前から存在していたマルテンサイトは粒径約50μm程度のオーステナイト相から変態したものであり、逆変態処理後に生成した微細なマルテンサイトとはエッチングのされかたが異なるため、これらは光学顕微鏡観察によって区別がつく。No.17,18はC+Nの合計量が0.10質量%に満たなかつたため析出物が十分に生成せずばね限界値が向上しなかったもの、No.19,20はX値が-100より低かったためマルテンサイトの生成が不十分となってばね限界値が向上しなかったものである。また、No.21～25は逆変態処理を850°Cより高温で行ったため、逆変態オーステナイトの粒径が粗大化してばね限界値が向上しなかったものである。

【0038】参考のため、表2のデータを基に、X値とばね限界値の関係をプロットした結果を図1に、またマルテンサイト相におけるオーステナイト母相の平均粒径とばね限界値の関係をプロットした結果を図2に示して

おく。

【0039】次に、化学組成および逆変態処理条件が本発明の規定を満たす鋼帯について、種々の温度で時効処理を行い、ばね限界値に及ぼす時効処理温度の影響を調

べた。その結果を表3に示す。

【0040】

【表3】

| 区分 | No. | 鋼 | X値 | 逆変態処理 | | 時効処理 | | 粒径 *1 (μm) | マルテンサイト 量 *2 (体積%) | 特性(N/mm ²) | |
|-----|-----|---|-----|-----------|-----------|-----------|-----------|------------------|--------------------------|------------------------|-----------|
| | | | | 温度 (℃) | 時間 (分) | 温度 (℃) | 時間 (分) | | | 引張 強さ | ばね 限界値 |
| 発明例 | 26 | A | 156 | 775 | 3 | 475 | 10 | 1.5 | 100 | 1589 | 1452 |
| | 27 | B | 198 | 740 | 10 | 500 | 15 | 1.3 | 100 | 1664 | 1542 |
| | 28 | C | 134 | 800 | 1 | 540 | 2 | 0.6 | 100 | 1547 | 1456 |
| | 29 | C | 134 | 620 | 10 | 450 | 75 | 0.8 | 100 | 1548 | 1448 |
| | 30 | C | 134 | 750 | 10 | 450 | 30 | 1.3 | 100 | 1547 | 1425 |
| 比較例 | 31 | A | 156 | 775 | 3 | 350 | 60 | 1.5 | 100 | 1589 | 856 |
| | 32 | B | 198 | 740 | 10 | 600 | 10 | 1.3 | 100 | 1664 | 1151 |
| | 33 | C | 134 | 800 | 1 | 650 | 30 | 1.0 | 100 | 1547 | 756 |
| | 34 | C | 134 | 620 | 10 | 375 | 80 | 0.8 | 100 | 1548 | 1014 |
| | 35 | C | 134 | 750 | 10 | 300 | 90 | 1.3 | 100 | 1547 | 974 |

*1) 逆変態処理時に生成した逆変態オーステナイトの平均粒径

*2) 逆変態処理後、室温まで冷却した後に存在する全マルテンサイト量

【0041】表3の結果に見られるように、時効処理温度が本発明規定範囲の鋼帯(No.26~30)は、それ以外の鋼帯(No.31~35)と比較して、極めて高いばね限界値を示した。参考のため、表3のデータを基に、時効温度とばね限界値の関係をプロットした結果を図3に示しておくる。

【0042】以上のように、i)適正な化学組成を有し、ii)適正な逆変態処理組織(微細マルテンサイトを主体とした組織)を有し、かつ、iii)適正な時効処理条件で析出物を生成させた場合にのみ、非常に高いばね限界値を呈する高強度ステンレス鋼帯が得られることがわかった。

【0043】

【発明の効果】本発明によれば、ばね限界値が従来よりも飛躍的に高い高強度ステンレス鋼帯を提供することができた。この鋼帯はメタルガスケット用途をはじめとする多くのばね材に好適に使用でき、高性能のばね部品が製造できる。

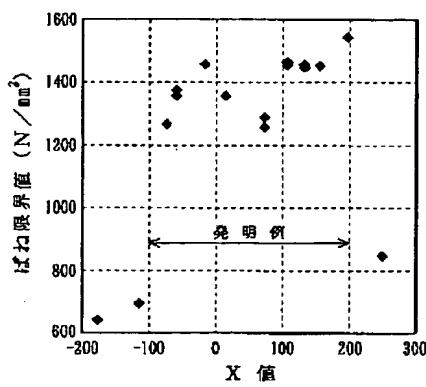
【図面の簡単な説明】

【図1】X値とばね限界値の関係を表すグラフである。

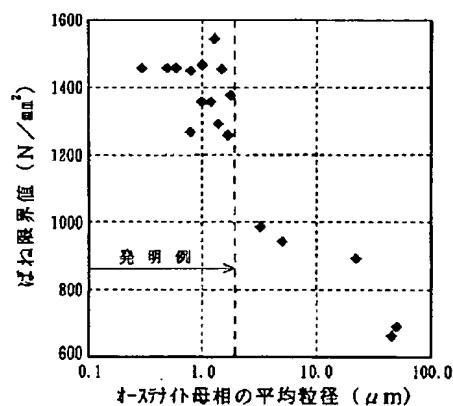
【図2】マルテンサイト相におけるオーステナイト母相の平均粒径とばね限界値の関係を表すグラフである。

【図3】時効処理温度とばね限界値の関係を表すグラフである。

【図1】



【図2】



【図3】

